

**ОЦЕНКА 2D ПАРАМЕТРОВ ШЕРОХОВАТОСТИ И ВОЛНИСТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ  
ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ РЕЗАНИЕМ СПЛАВА АМГ2 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ  
СТРУКТУРОЙ**

*А.В. Филиппов, к.т.н, ст.преп.<sup>1</sup>, н.с.<sup>2</sup>, Н.Н. Шамарин, асс.<sup>1</sup>, О.А. Подгорных, зав. лаб.<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>*Юргинский технологический институт Томского политехнического университета,  
652055, г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. (38451)-7-77-61*

<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
634055, г. Томск, пр. Академический, 2/4, тел. (3822)-49-18-81*

*E-mail: avf@ispms.ru*

В работе рассматривается влияние обработки резанием на параметры шероховатости и волнистости поверхности алюминиевого сплава АМг2 с крупнокристаллической и ультрамелкозернистой структурой. Установлено влияние фильтров профиля на количественные показатели параметров профиля шероховатости и волнистости. Показано, что при обработке материалов с ультрамелкозернистой структурой повышается качество поверхности изделия, по сравнению с обработкой материалов с крупнокристаллической структурой.

Материалы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой обладают повышенными механическими характеристиками [1], что делает их промышленное применение весьма перспективным для производства современных высококачественных изделий. Однако, высокая прочность или твердость также, как и прочие механические свойства не являются абсолютным залогом успешного применения УМЗ материалов в промышленности, поскольку для производства изделий важно обеспечить еще и высокое качество обработки.

Формообразование изделия при механической обработке резанием характеризуется высокой интенсивностью деформационных [2-4] и фрикционных [4] процессов, которые оказывают определяющее воздействие на формирование поверхностных слоев изделия. Интенсивная деформация при трении и резании выражается в изменении микрогеометрии поверхности материалов и может служить эффективным индикатором структурных изменений в материале [5-8].

Воздействие деформационных процессов при резании УМЗ материалов на формирование микрогеометрии обработанной поверхности в настоящее время изучено недостаточно. Для алюминиевых сплавов известны только две работы, направленные на исследование обрабатываемости УМЗ материалов при точении. Первая работа выполнена для сплава 7075 (Российский аналог В95) [9], в которой преимущественно исследуется влияние условий обработки на силовые зависимости процесса резания и микротвердость приповерхностного слоя материала. В тоже время, данных о качестве обработки не приводится, также нет сравнения полученных данных с обрабатываемостью крупнокристаллического (КК) сплава В95. Вторая работа выполнена для сплава 6061 (Российский аналог АД33) [10]. В ней авторы провели достаточно подробное исследование силовых зависимостей процесса точения и качества обработки КК и УМЗ образцов сплава АД33.

По вопросу обрабатываемости резанием при точении алюминиево-магниевого сплава с УМЗ структурой, содержащих более 1% Mg, литературных данных нет. Сплав АМг2 является распространенным конструкционным материалом, благодаря своим механическим свойствам и коррозионной стойкости.

Целью настоящей работы является исследование шероховатости поверхности изделий с ультрамелкозернистой и крупнокристаллической структурой после токарной обработки сплава АМг2 и оценка влияния фильтров профиля на основные параметры шероховатости и волнистости.

В данной работе осуществлялась обработка цилиндрических заготовок на токарном станке OKUMA ES-L8II-M. Обтачивалась торцевая поверхность заготовок с КК и УМЗ структурой. Частота вращения шпинделя составляла 4000 об/мин, подача – 0,15 мм/об., глубина резания 0,8 мм. Использовался проходной резец со сменной многогранной пластиной фирмы Korloy, маркировка – CCGT 120408-AR. В процессе обработки использовалась водосмешиваемая смазочно-охлаждающая жидкость HOUGHTON DROMUS BX. Обрабатывались заготовки сплава АМг2 с исходной КК структурой и образцы с УМЗ структурой полученные методом равноканального углового прессования (РКУП). РКУП осуществлялся по схеме Вс с углом пересечения каналов 90° при скорости деформирования 6 мм/с. Температура прессования составляла 100°С. В процессе РКУП образцы были деформированы до различной степени деформации – 2, 4 и 8. Структурные исследования для образцов с УМЗ структурой выполнены методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) при помощи микроскопа JEM-2100 (JEOL Ltd, Japan). Оценка шероховатости поверхности после токарной обработки выполнена на лазерном сканирующем микроскопе Olympus OLS LEXT 4100 со специализированным программным обеспечением.

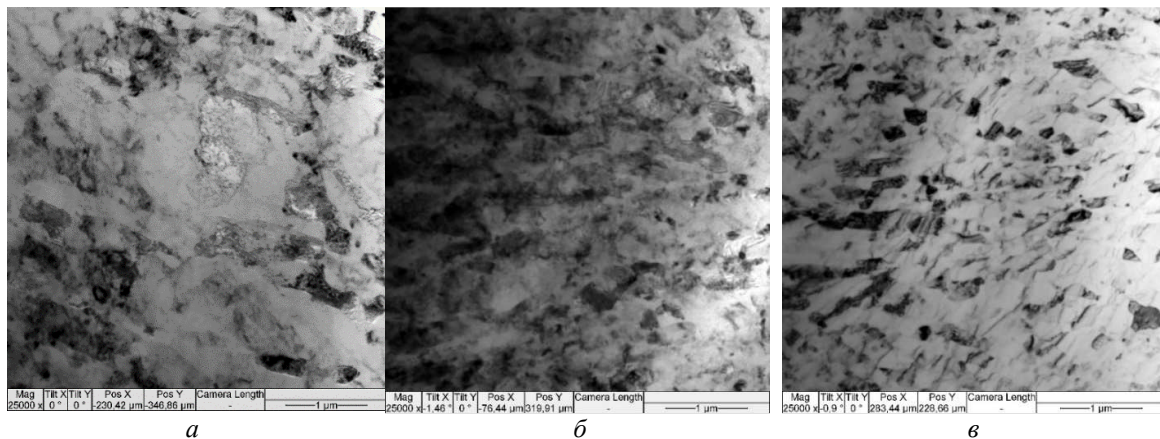


Рис. 1. Микроструктура образцов с ультрамелкозернистой структурой после деформации до степени 2 (а), 4 (б), 8 (в)

Результаты просвечивающей электронной микроскопии приведены на Рисунке 1. Размерность зеренно-субзеренной структуры составляет около 500 нм после накопления степени деформации 2 в процессе РКУП. Увеличение степени деформации приводит к дальнейшему уменьшению размерности структуры материала. После накопления степени деформации 4 размерность зерен составляет менее 300 нм. В тоже время увеличивается плотность дислокаций. После накопления степени деформации 8 размерность зерен составляет порядка 100-200 нм. Часть зерен содержит высокую плотность дислокаций, а часть полностью от них свободна.

После обработки резанием (торцевания) поверхность образцов с исходной КК структурой является сильно шероховатой (см. Рис. 2 а). Наблюдаются отдельные следы адгезионного переноса материала и небольшие микротрещины. Наличие адгезии является распространенным эффектом в следствии природы фрикционного взаимодействия алюминиевых сплавов со стальными и твердосплавными инструментами. Поверхностный рельеф не упорядоченный. После обработки УМЗ материала доведенного до степени деформации 2 (см. рис. 2 б) также наблюдаются следы адгезионного переноса материала, однако их значительно меньше, чем при обработке образца с КК структурой. В тоже время рельеф стал более упорядоченным, а шероховатость существенно уменьшилась. При обработке УМЗ образцов со степенью деформации 4 и 8 (см. Рис. 2 в, г) уменьшается количество следов адгезионного переноса, рельеф становится более упорядоченный, по мере увеличения степени деформации материала.

На основе оценки параметров шероховатости поверхности и влияния фильтров профиля получены зависимости среднего арифметического отклонения профиля шероховатости ( $R_a$ ) и средней ширины элементов профиля шероховатости ( $R_{sm}$ ) от величины фильтра профиля  $\lambda_s$  (см. Рисунки 3 и 4), при значениях фильтров  $\lambda_c=2,5$  мкм и  $\lambda_f=125$  мкм. Исходя из полученных зависимостей следует, что применение фильтра  $\lambda_s=20$  мкм приводит к многократному снижению значений  $R_a$  и  $R_{sm}$  по сравнению с данными первичного профиля (при  $\lambda_s=\lambda_c=\lambda_f=0$  мкм). С увеличением значения  $\lambda_s$  величина параметров  $R_a$  и  $R_{sm}$  монотонно увеличивается на каждой из рассматриваемых скоростей резания для всех обработанных образцов. На основе оценки параметров шероховатости поверхности и влияния фильтров профиля получены зависимости среднего арифметического отклонения профиля волнистости ( $W_a$ ) и средней ширины элементов профиля волнистости ( $W_{sm}$ ) от величины фильтра профиля  $\lambda_s$  (см. Рисунки 5 и 6), при значениях фильтров  $\lambda_c=2,5$  мкм и  $\lambda_f=125$  мкм. Параметр  $W_a$  многократно уменьшается по сравнению с данными первичного профиля (при  $\lambda_s=\lambda_c=\lambda_f=0$  мкм) при использовании фильтра  $\lambda_s=20$  мкм. При скорости резания 20 м/мин и 60 м/мин по мере увеличения значения фильтра  $\lambda_s$  происходит монотонное увеличение параметра  $W_a$ . При скорости резания 100 м/мин наблюдается обратная картина, т.е.  $W_a$  монотонно уменьшается с увеличением значения фильтра  $\lambda_s$ . Применение  $\lambda_f$  фильтра негативно сказывается на оценке параметра волнистости  $W_{sm}$ . Как мы видим из графиков на Рисунке 6 часть значений  $W_{sm}$  оказались равны 0, что указывает на ошибку вычисления.

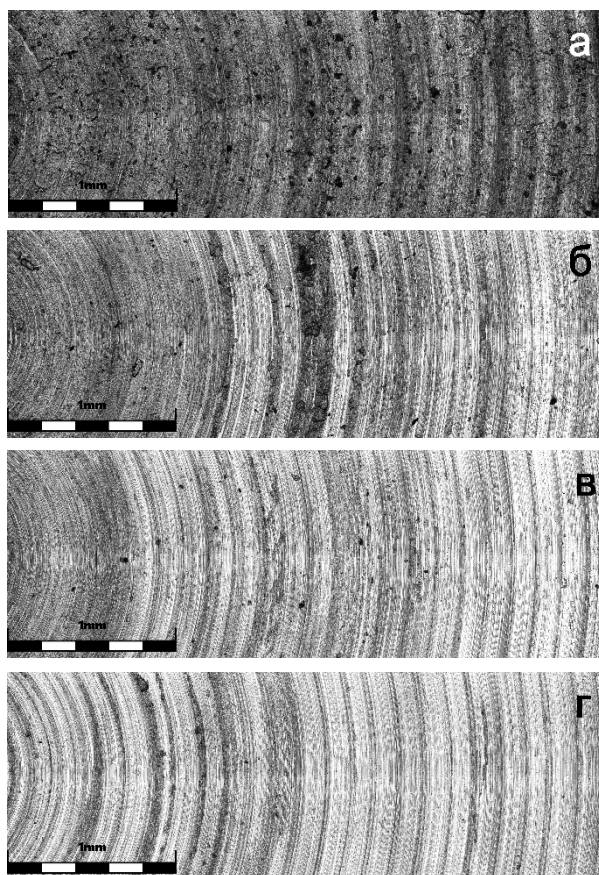


Рис. 2. Фрагменты изображений обработанной поверхности образцов: исходного материала (а) и ультрамелкозернистых материалов со степенью деформации 2 (б), 4 (в), 8(г)

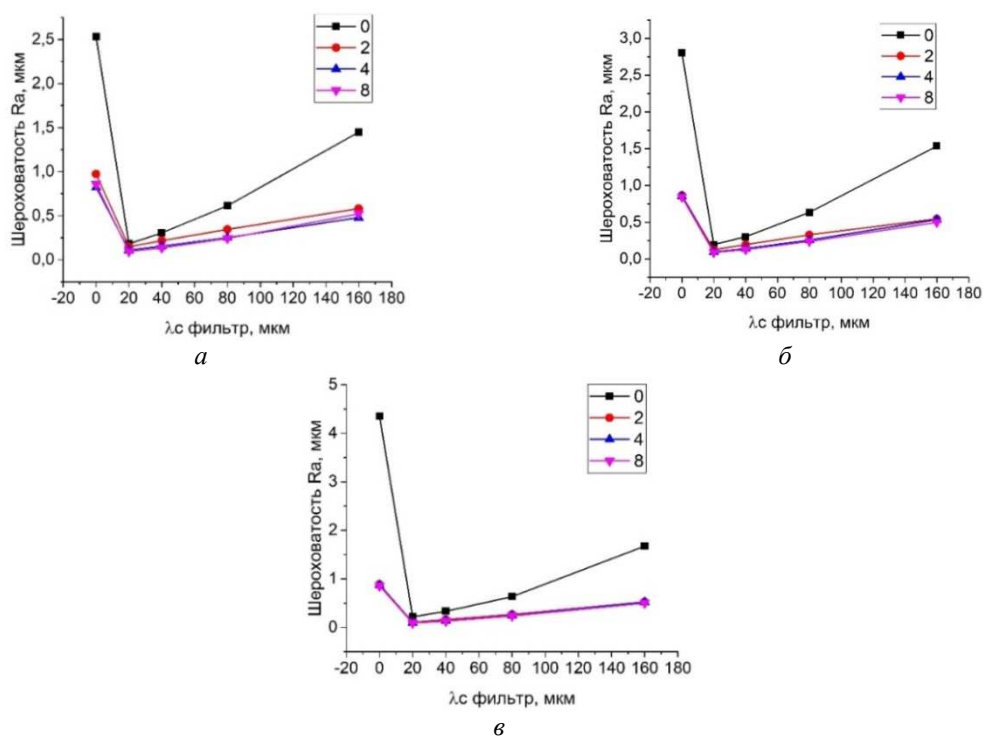


Рис. 3. Шероховатость поверхности параметр Ra. Влияние фильтра  $\lambda_s$  при скорости резания 20 м/мин (а), 60 м/мин (б), 120 м/мин (в)

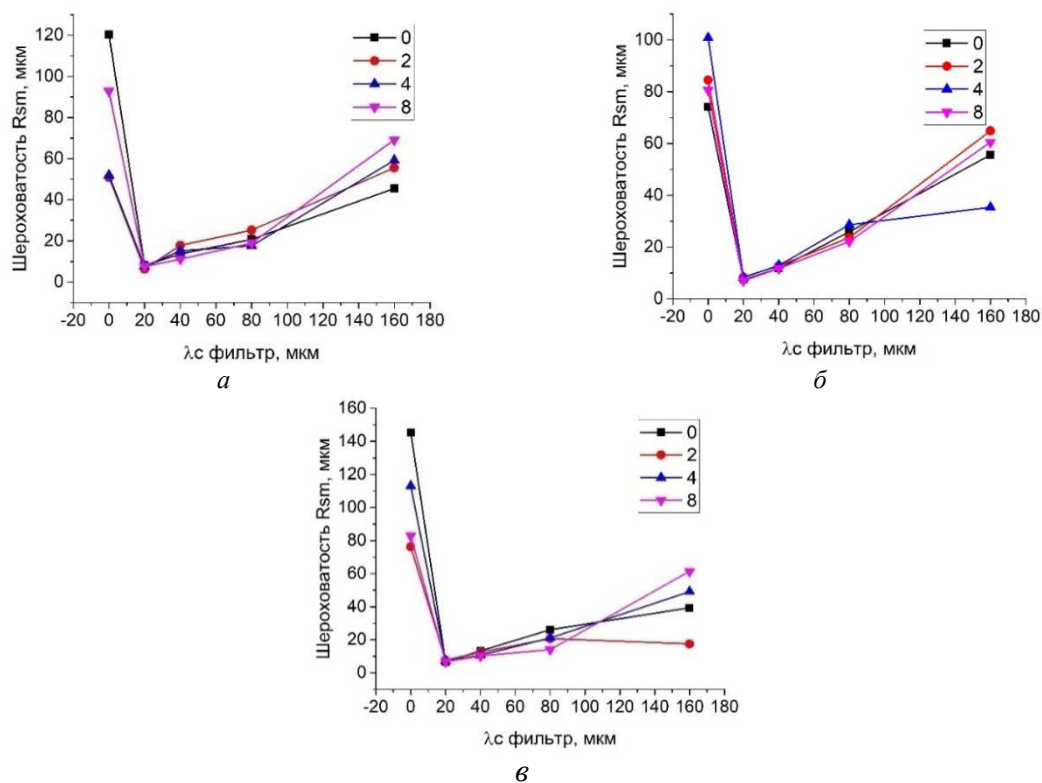


Рис. 4. Шероховатость поверхности параметр  $R_{sm}$ . Влияние фильтра  $\lambda_s$  при скорости резания 20 м/мин (а), 60 м/мин (б), 120 м/мин (в)

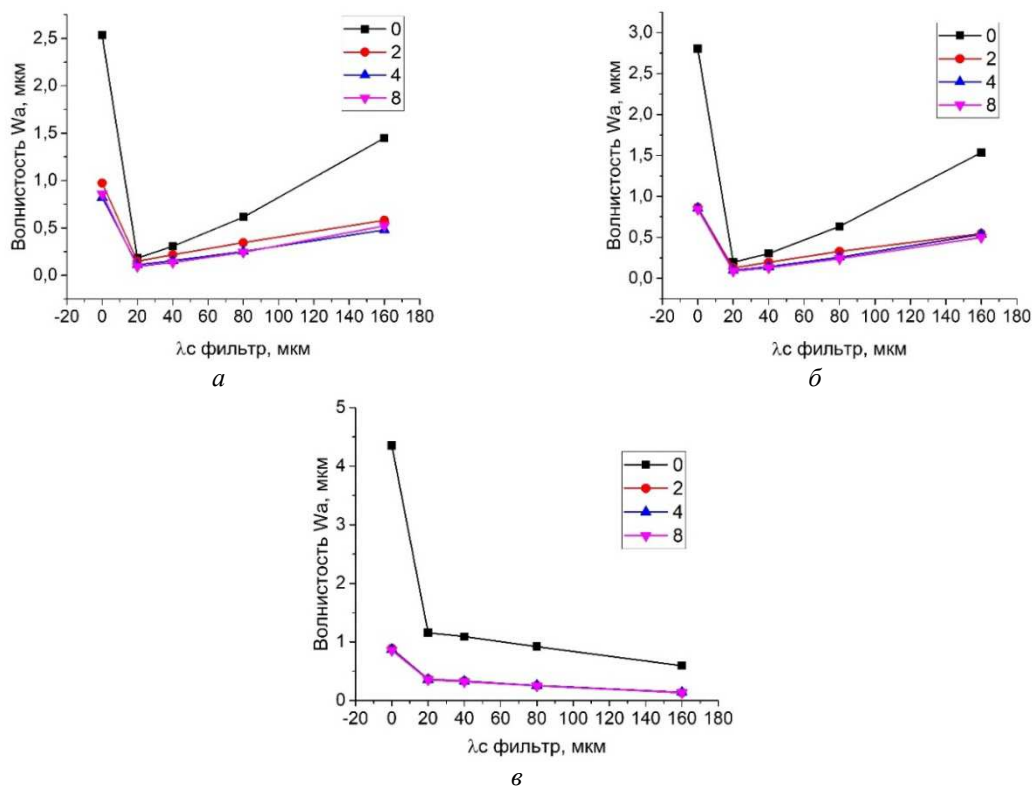


Рис. 5. Волнистость поверхности параметр  $W_a$ . Влияние фильтра  $\lambda_s$  при скорости резания 20 м/мин (а), 60 м/мин (б), 120 м/мин (в)



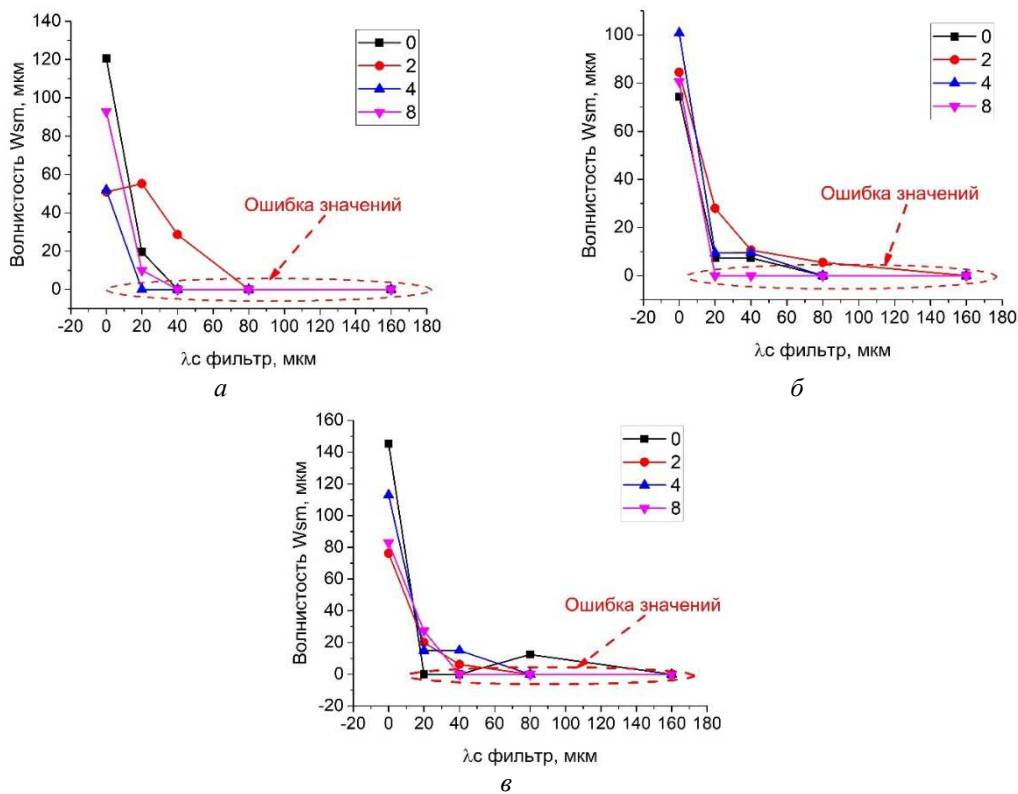


Рис. 6. Волнистость поверхности параметр  $W_{sm}$ . Влияние фильтра  $\lambda_s$  при скорости резания 20 м/мин (а), 60 м/мин (б), 120 м/мин (в)

Исходя из анализа полученных результатов можно сделать следующие выводы:

1. После токарной обработки сплава АМг2 с ультрамелкозернистой структурой амплитудные параметры профиля шероховатости и волнистости поверхности в 2-7 раз ниже, чем при обработке сплава АМг2 с крупнокристаллической структурой. Следовательно, формирование УМЗ структуры позволяет существенно повысить качество токарной обработки сплава АМг2.
2. Анализ влияния фильтров профиля  $\lambda_s$ ,  $\lambda_c$  и  $\lambda_f$  показал, что применение  $\lambda_f$  фильтра негативно сказывается на оценке параметра волнистости  $W_{sm}$ . Следовательно, данный фильтр нежелательно применять для оценки параметров волнистости обработанной поверхности.
3. Исходя из выполненной оценки разделения первичного профиля, профиля шероховатости и профиля волнистости на основе применения фильтров профиля для количественной оценки параметров шероховатости и волнистости поверхности после токарной обработки ультрамелкозернистых материалов рекомендуется применять следующие значения фильтров профиля:  $\lambda_s=80$  мкм,  $\lambda_c=2,5$  мкм,  $\lambda_f=0$  мкм.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №17-79-10013)*

#### Список литературы

1. Valiev R., Islamgaliev R., Alexandrov I. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. // Progress in materials research. – 2000. – Vol. 45 (2). – P. 103-189.
2. Filippov A.V., Nikonov A.Y., Rubtsov V.E., Dmitriev A.I., Tarasov S.Y. Vibration and acoustic emission monitoring the stability of peakless tool turning: Experiment and modeling // Journal of Materials Processing Technology – 2017. – Vol. 246. – 224–234.
3. Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Y., Podgornykh O.A., Shamarin N.N. Detecting transition to chatter mode in peakless tool turning by monitoring vibration and acoustic emission signals // International Journal of Advanced Manufacturing Technology – 2017. doi:10.1007/s00170-017-1188-y.
4. Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Y. Acoustic emission study of surface deterioration in tribocontacting // Applied Acoustics – 2017. – Vol.117. – P. 106–112.

5. Alfeyorova E.A., Lychagin D.V. Deformation relief in crystals as a way of stress relaxation. // Letters on Materials – 2017. – Vol. 7. (2). – P. 155–159.
6. Lychagin D.V., Alfeyorova E.A. Slip as the basic mechanism for formation of deformation relief structural elements. // Physics of Solid State – 2017. – Vol. 59 (7) – P.1433–1439.
7. Alfeyorova E.A., Lychagin D.V. Self-organization of plastic deformation and deformation relief in FCC single crystals. // Mechanics of Materials – 2018 – Vol. 117 – P.202–213.
8. Kuznetsov V.P., Smolin I.Y., Dmitriev A.I., Tarasov S.Y., Gorgots V.G. Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel. // Surface and Coatings Technology – 2016 – Vol. 285 –P. 171–178.
9. Huang B., Kaynak Y., Arvin C., Jawahir I.S. Improved surface integrity from cryogenic machining of Al 7050-T7451 alloy with ultrafine-grained structure. // Advances in Materials and Processing Technology – 2015 – Vol.1 –P.361–374.
10. Bayat Asl Y, Meratian M., Emamikhah A., Mokhtari Homami R., Abbasi A. Mechanical properties and machinability of 6061 aluminum alloy produced by equal-channel angular pressing // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture –2015 –Vol. 229 – P.1302–1313.

## ПОЛУЧЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ НИТРИДОВ НИОБИЯ И ТАНТАЛА И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

*А.О. Чудинова, аспирант, А.П. Ильин, д.ф.-м.н., проф.  
Томский политехнический университет,  
634050, г. Томск, пр. Ленина, 30, Россия,  
E-mail: [chudinova.1509@mail.ru](mailto:chudinova.1509@mail.ru)*

В настоящее время в аддитивных технологиях используются различные методы: электронно-лучевое сплавление, электродуговое напыление и др., а также множество комбинированных методов, сочетающих множество воздействий различными физическими полями. В то же время недостаточное внимание уделяется получению материалов для самих аддитивных технологий.

Получение тугоплавких нитридов в воздухе в условиях теплового взрыва смесей нанопорошка алюминия с оксидами металлов представляет как практический интерес для материаловедения, так и для теории реакционной способности воздуха при высоких температурах.

Цель работы: получение тугоплавких нитридов ниобия и тантала синтезом сжиганием смеси нанопорошка алюминия с пентаоксидами ниобия и тантала.

В таком методе для получения нитридов используется азот воздуха, и процесс синтеза осуществляется при атмосферном давлении [1-3]. Установлены, корреляционные зависимости выхода нитридов для разных соотношений нанопорошка алюминия с соответствующими пентаоксидами.

Для выполнения качественного и количественного фазового анализа использовали дифрактометр «Дифрей-401» [4]. Обработку рентгенограмм проводили по стандартному методу сравнения рефлексов с данными картотеки ASTM (Американское общество испытаний материалов) с рефлексами исследуемого материала. Дифференциальный термический анализ (ДТА) проводили с использованием термоанализатора SDT Q600 Научно-аналитического центра ТПУ [5].

В работе достигнут выход нитрида ниобия  $Nb_2N$  = 47 отн. %, нитрида тантала  $Ta_2N$  = 54 отн. %. Анализ синтезированных нитридов показал, что основное количество частиц продуктов синтеза (95-98 %) составляют частицы с характерными размерами меньше 1 мкм.

В состав продуктов сгорания входят также нитрид алюминия  $AlN$ ,  $\alpha-Al_2O_3$ ,  $\gamma-Al_2O_3$ . Такой состав перспективен для электродугового и плазменного нанесения защитных покрытий на детали устройств, работающих в экстремальных условиях (лопатки турбин авиационных двигателей; сопла ракетных двигателей, в материалах, использующихся в реакторах).

С помощью дифференциального термического анализа была оценена реакционная способность исходного нанопорошка алюминия и исследуемых смесей на основании следующих параметров: степень окисленности ( $\alpha$ , %), температура начала окислительного процесса ( $T_{н.о.}$ , °C), удельное тепловыделение ( $\Delta H$ , кДж/г) и максимальная скорость окисления ( $V_{ок}$ , мг/с). Типичная термограмма смеси нанопорошка алюминия с пентаоксидом тантала представлена на рисунке 2.